第 51 卷 第 4 期 金属学报 Vol.51 No.4
2015 年 4 月 第492–498页 ACTA METALLURGICA SINICA Apr. 2015 pp.492–498

激光重熔熔池凝固组织的实时观察研究*

王理林 林 鑫 王永辉 宇红雷 黄卫东

(西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 西安 710072)

摘 要 采用透明模型合金丁二腈-2.0% (质量分数)乙醇(SCN-2.0%Eth), 实时观察了在单晶基材(001)晶面上进行激光重熔时, 扫描方向偏离基材[100]晶向不同角度时熔池内枝晶生长的演化过程. 研究发现, 当沿平行[100]晶向的方向进行扫描时, 熔池最后演变为[010]枝晶列和 [0$\bar{1}$0] 枝晶列平行对称生长; 当扫描方向与[100]晶向的夹角为20°时, 整个熔池呈现不对称振荡生长模式, 即一侧一直呈 [0$\bar{1}$0] 枝晶列生长, 另一侧呈[100]枝晶列和[010]枝晶列相互竞争交替生长; 当扫描方向与[100]晶向的夹角达45°时, 熔池一直呈现为[100]枝晶列和 [0$\bar{1}$0] 枝晶列相互垂直生长. 根据枝晶择优生长准则, 建立了一个描述熔池内枝晶生长行为的模型, 很好地解释了实验结果. 结果表明, 熔池内凝固组织受熔池形态和基材晶体取向共同影响.

关键词 激光重熔, 单晶, 熔池, 枝晶, 透明模型合金, 实时观察

中图法分类号 TG24 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)04-0492-07

REAL-TIME OBSERVATION OF SOLIDIFICATION MICROSTRUCTURE IN LASER REMELTING POOL

WANG Lilin, LIN Xin, WANG Yonghui, YU Honglei, HUANG Weidong

State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072

Correspondent: LIN Xin, professor, Tel: (029)88460510, E-mail: xlin@nwpu.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (Nos.51271213 and 51323008), National Basic Research Program of China (No.2011CB610402), China Postdoctoral Science Foundation (No.2013M542384) and Specialized Research Fund for the Doctoral Program of Higher Education (No.20116102110016)

Manuscript received 2014–09–25, in revised form 2015–01–08

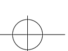
ABSTRACT The final quality of parts fabricated by high energy beam (laser, electron beam and arc) processing technology is determined by solidification microstructure formation in the molten pool, which attracts lot of attention of researches. However, real-time observation of solidification microstructure formation in the molten metal pool is very difficult because of its high temperature, rapid solidification and opacity. In this work, using a transparent model alloy of succinonitrile-2.0% (mass fraction) ethanol (SCN-2.0%Eth), the solidification microstructure evolution in the molten pool during laser surface remelting (001) crystal plane of a single-crystal substrate was real-time observed as the laser scanning direction deviated different angles from [100] crystal orientation of the substrate. It was found that [010] and [0$\bar{1}$0] dendritic columns grow symmetrically in the molten pool when the scanning direction parallels to the [100] crystal direction. Dendritic columns grow asymmetrically in the molten pool when the scanning direction deviates an angle of 20° from the [100] crystal orientation. Specifically, [0$\bar{1}$0] dendritic columns always grow at one side of the molten pool while [100] and [010] dendritic columns compete to grow alternately at the other side. [100] and [0$\bar{1}$0] dendritic columns grow perpendicular to each other in the molten pool when the scanning direction deviates an angle of 45° from the [100] crystal orientation. According to the pref-

* 国家自然科学基金项目 51271213 和 51323008, 国家重点基础研究发展计划项目 2011CB610402, 中国博士后科学基金项目 2013M542384 以及高等学校博士学科点专项科研基金项目 20116102110016 资助

收到初稿日期: 2014–09–25, 收到修改稿日期: 2015–01–08

作者简介: 王理林, 男, 1982年生, 博士

DOI: 10.11900/0412.1961.2014.00527



erential growth criterion of dendrite, a model describing the dendritic growth behavior in laser remelting pool was established. It can explain the experimental results well. The results showed that the solidification microstructure formation in laser remelting pool is influenced by both pool morphology and crystal orientation of the substrate.

KEY WORDS laser remelting, single crystal, molten pool, dendrite, transparent model alloy, real-time observation

激光、电子束等高能束熔凝及熔覆、焊接和高能束增材制造等不同的高能束加工过程, 都经历高能束与金属交互作用产生熔池, 然后快速冷却凝固得到相应加工零件这一过程[1,2]. 这意味着熔池凝固的微观组织直接决定着零件的最终加工质量, 并使得熔池微观组织演化行为一直以来成为高能束加工领域的研究重点[3~7].

已有的研究表明, 熔池微观组织受到熔池形态和基材晶粒取向的影响. Rappaz 等[8,9]在研究电子束焊接单晶 Fe-Cr-Ni 合金的熔池微观组织时, 利用最小过冷度原理建立了熔池内枝晶生长取向模型, 给出枝晶沿择优生长方向的生长速率与界面凝固速率及扫描速度之间的关系. 杨森等[10,11]采用 DD2 单晶合金研究了基材晶体取向对激光熔凝微观组织生长方向的影响, 结果表明, 熔池中微观组织的生长方向强烈受基材晶粒取向和激光束扫描方向的影响. 冯莉萍等[12,13]在镍基高温合金(DD3)定向凝固的择优晶面进行 Rene95 合金激光多层熔覆实验, 并研究了基体取向对激光定向凝固显微组织的影响. Liu 和 Dupont[14,15]建立了一个解析模型, 并结合实验研究了熔池形态和基材晶粒取向对熔池内枝晶生长的影响. 上述研究都是通过金相观察对熔池微观组织开展研究. 金相法是目前观察微观组织的普遍方法, 能提供微观组织特征、成分等丰富的信息. 但是, 金相法只能观察到最终凝固组织, 无法获得熔池凝固的动力学演变过程. 而实际熔池凝固过程中, 随着凝固界面的推进, 局部温度梯度和冷却速率将发生连续变化, 导致其凝固组织的动态演变过程必然会对最终的凝固组织特征产生重要影响. 因此, 为了深入地理解熔池凝固微观组织特征, 研究者一直都致力于实现对熔池凝固过程的实时观察. 然而由于金属的不透明, 以及高温、瞬变和微观等不利因素, 长期以来实时观察金属熔池的凝固组织仍面临很大的挑战.

近年来, 相场(PF)法、元胞自动机(CA)法和 Monte Carlo (MC)法等微观组织模拟方法被用于模拟高能束作用下熔池中凝固组织演化过程. Fallah 等[16]模拟了 Ti-Nb 合金激光立体成形过程, 采用有限元计算获得了熔池宏观温度分布, 然后用 PF 法分析了熔池中的凝固组织. Farzadi 等[17]利用 PF 法对 Al-Cu 合金 TIG 焊焊缝中凝固组织进行了模拟, 研究了焊接速度对凝固组织的影响. Yin 等[18]结合有限元和 CA 法模拟了激光立体成形过程中的枝晶生长. Mishra 和 Debroy [19]利用 MC 法进行了纯 Ti 焊接接头的三维组织模拟, 定量地计算了接头晶粒尺寸及分布形态. 国内, 占小红等[20]和马瑞[21]则致力于采用 CA 法模拟焊接熔池中的凝固组织. 黄安国等[22]和李玉斌等[23]也采用 CA 方法进行了焊缝金属凝固组织的模拟, 再现了焊缝金属晶粒择优取向与竞争长大机制. 这些模拟工作尽管在一定程度上增加了对激光熔池中凝固组织形成过程的认识, 但模型都经过很大程度的简化处理, 计算结果仍需要进一步的实验验证.

值得注意的是, 类金属透明模型合金作为一类与金属具有相似凝固行为的有机物, 因其透明、低熔点等便于实时观察的特点而广泛用于凝固领域的研究. 早在 1972 年, Savage 和 Hrubec[24]率先采用透明有机物莰烯研究了焊接熔池的形状和微观组织演变. 2003 年, Trivedi 等[25]用 5 W CO_2激光扫描准二维丁二腈-1.2% (质量分数)丙酮模型合金试样, 实时观察了激光熔池的形态及凝固组织的演化行为, 并观察到凝固过程中的缺陷形成过程. 这说明透明模型合金可以作为激光熔池凝固实时演化研究的有利手段. 不过, 他们的研究都是针对多晶基材上的熔池宏微观演化, 难以准确理清基材取向及扫描方式对熔池凝固组织的影响. 针对这些问题, 本工作采用丁二腈-2.0% (质量分数)乙醇透明模型合金, 实时观察了激光熔池的非稳态凝固演化过程, 考察在单晶基材上激光扫描方向对熔池内枝晶非稳态生长过程的影响, 以期明晰基材晶体取向对熔池凝固组织的作用规律.

1 实验方法

采用丁二腈-2.0%(质量分数)乙醇(SCN-2.0% Eth)透明模型合金作为实验研究材料. SCN 纯度大于 99.99%, 乙醇为分析纯.

激光重熔熔池实时观察平台由激光系统、运动系统、显微观察系统和试样盒组成, 如图 1 所示. 激

光系统由光学平台、CO_2激光器、反射镜、聚焦镜及相关控制组件组成, 可以调节激光功率和光斑大小等; 运动系统由水平移动平台及相应控制软件组成, 牵引试样盒相对激光头运动, 可以调节扫描速度、扫描路径等; 显微观察系统由Olympus SZX16显微镜、电荷耦合器件(CCD)、照明光源以及计算机等组成, 可对激光重熔过程进行不同倍数的实时显微观察及图像采集; 试样盒是一个充入透明模型合金的准二维玻璃盒子.

实验过程中, 采用CO_2激光重熔试样盒中厚度约100 μm的SCN-2.0%Eth合金试样. 实验前, 采用引晶法在试样盒中外延生长形成一个SCN-2.0%Eth合金单晶, 其晶粒的(001)晶面与试样盒平面平行且〈100〉晶向与试样盒长边方向一致. 随后, 将选好晶的试样盒在40 ℃下保温12 h, 以使合金均匀化.

实验采用的激光功率 P=2.0 W, 扫描速度 v=0.8 mm/s. 通过水平旋转试样盒, 改变激光扫描方向与单晶试样的[100]晶向之间的夹角. 选取偏离[100]晶向0°, 20°和45°的3个方向进行激光重熔, 对比考察单晶基材取向对熔池内枝晶生长演化行为的影响.

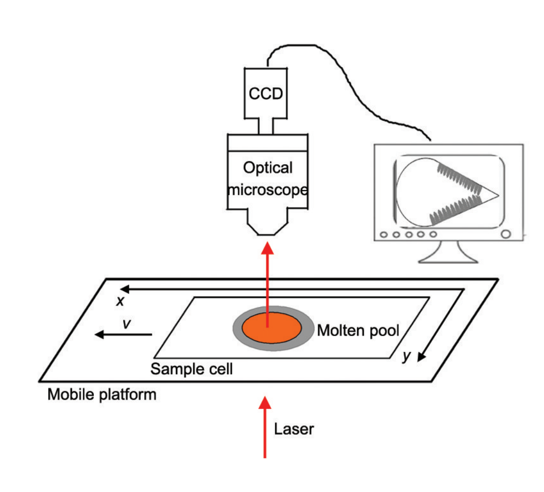


图1 激光重熔实时观察装置示意图

Fig.1 Schematic of real time observation apparatus of laser remelting process (x, y—coordinates of the motion platform, v—scanning velocity)

2 实验结果

2.1 熔池非稳态演化过程

图2显示了 P=2.0 W, v=0.8 mm/s时, 沿SCN-2.0%Eth合金单晶[100]晶向进行激光重熔时熔池的宏观形态非稳态演化过程, 图中时间 t 是以激光开始扫描为起点. 可以看出, 随着激光扫描的进行, 熔池形态从圆形转变为椭圆形, 最后演化成稳态的泪滴形. 以熔池侧面最宽处为分界线, 熔池朝向扫描方向的前沿界面为熔化界面, 后沿尾部界面为凝固界面. 从最宽处到熔池尾部, 凝固界面的温度梯度逐渐降低, 法向移动速度由零逐渐增高, 界面形态将会经历从平界面到胞晶到树枝晶的演化过程. 凝固界面的演化代表着熔池微观组织的形成历程, 因此, 后文将重点针对熔池尾部凝固界面的演化行为进行重点考察.

2.2 扫描方向平行[100]晶向

图3是 P=2.0 W, v=0.8 mm/s, 沿单晶基材[100]晶向进行激光重熔时SCN-2.0%Eth合金熔池内枝晶的演化过程. 从图中可以看出, 在刚开始受辐照时, 椭圆形熔池尾部存在沿[100], [010]和 $[0\bar{1}0]$ 3个晶体学取向生长的枝晶列(图3a). 为了简化, 将此3种沿不同晶体学取向进行生长的枝晶列分别命名为[100]枝晶列、[010]枝晶列和 $[0\bar{1}0]$ 枝晶列. 随后, 伴随着熔池形状向稳态泪滴形演变, 具有不同一次臂生长方向的枝晶列之间不断竞争淘汰, 最终[100]枝晶列被完全淘汰, 只剩下熔池两侧的[010]和 $[0\bar{1}0]$ 枝晶列平行对称生长(图3b). 熔池微观组织的整个非稳态竞争淘汰过程大约持续10 s. 最终形成的稳态泪滴形熔池后尾角约71°.

2.3 扫描方向与[100]晶向偏转20°

图4是 P=2.0 W, v=0.8 mm/s, 沿与单晶基材[100]晶向偏转约20°的方向进行激光重熔时SCN-2.0%Eth合金熔池内枝晶的演化过程. 可以看出, 在最初的椭圆形熔池尾部, 同样存在[100], [010]和 $[0\bar{1}0]$ 枝晶列(图4a), 但呈不对称分布. 在后续的演化中, 熔池下侧的枝晶一直呈现 $[0\bar{1}0]$ 枝晶列, 而上侧

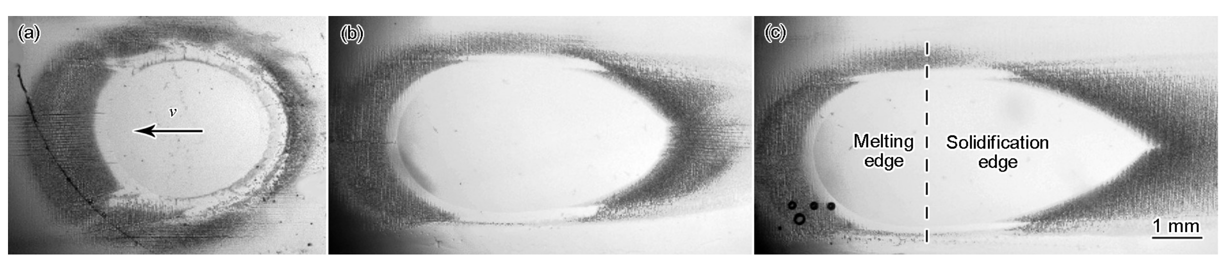


图2 激光重熔熔池宏观形态演化过程

Fig.2 Macroscopic morphology evolution of laser remelting pool with laser scanning time t =1 s (a), 3 s (b) and 51 s (c)

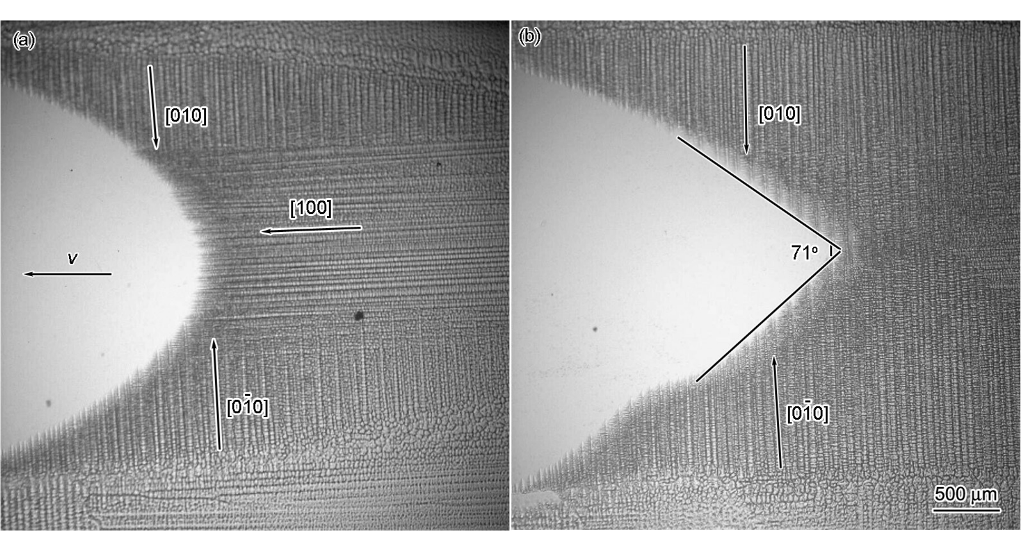


图3　扫描方向平行[100]晶向时熔池内枝晶的演化过程

Fig.3 Dendritic growth evolution in laser remelting pool with t =5 s (a) and 9 s (b) when the scanning direction parallels to [100] crystal orientation

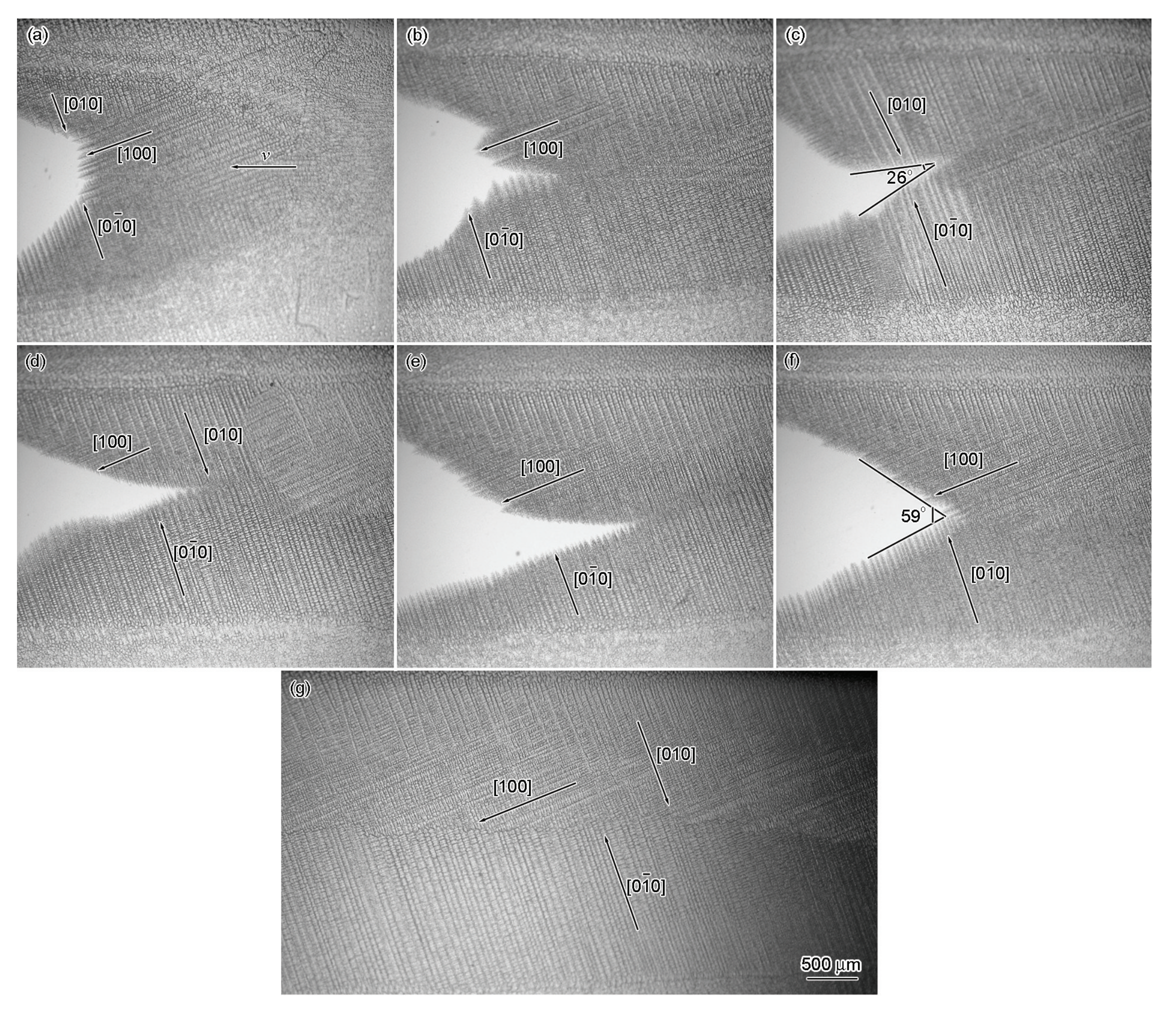


图4　扫描方向与[100]晶向偏转20°时熔池内枝晶的演化过程

Fig.4 Dendritic growth evolution in laser remelting pool with t =3 s (a), 7 s (b), 8 s (c), 14 s (d), 19 s (e), 21 s (f) and after remelting (g) when the scanning direction deviates 20° from [100] crystal orientation

的[100]枝晶列和[010]枝晶列之间则出现相互竞争生长, 并一直保持交替出现. 具体地说, 当熔池上侧的[100]枝晶列生长时, 由于其生长方向向左下倾斜(图4b), 使得其左上侧[010]枝晶列具有较为充分的

空间进行生长(图4c); 当[010]枝晶列生长时, 由于其生长方向向右下侧倾斜(图4d), 使得[100]枝晶列又具有充足的生长条件和空间进行生长(图4e和f). 因此, 在整个扫描过程中, 熔池上侧[100]枝晶列和[010]枝晶列一直保持交替生长, 周期约为18 s. 同时, 伴随着交替生长, 熔池后尾角也呈周期性变化, 即当熔池上侧[100]枝晶列占优势, 与下侧的 [0$\bar{1}$0] 枝晶列呈垂直生长时, 熔池后尾角增大; 而当熔池上侧[010]枝晶列占优势, 与下侧的 [0$\bar{1}$0] 枝晶呈平行相对生长时, 熔池后尾角减少. 从熔凝完成后的枝晶形貌(图4g)可以看到, 熔池上侧[100]枝晶列和[010]枝晶列相互竞争交替生长的痕迹. 同时, 熔池两侧枝晶的熔合线也呈波动状, 波长约3 mm. 需要说明的是, 为便于描述, 上面对熔池方位的描述是以图片位置为参考. 实际上, 试样是水平放置, 熔池也处于水平, 上述的熔池上下两侧对应实际熔池与扫描方向垂直的水平两侧.

2.4 扫描方向与[100]晶向偏转45°

图5是 P=2.0 W, v=0.8 mm/s, 沿与单晶基材[100]晶向偏转约45°的方向进行激光重熔时SCN-2.0%Eth熔池内枝晶的演化过程. 可以看到, 在最初椭圆形熔池凝固时, 熔池尾部两侧就以[100]枝晶列和[0$\bar{1}$0]枝晶列相互垂直生长, 一直延续到后期的泪滴形稳态熔池阶段. 两个枝晶区域对称分布, 稳态后尾角为78°.

3 分析讨论

为了描述熔池内的微观组织演化过程, 参照熔池形状, 首先分析一下熔池内枝晶的生长行为. 图6为二维泪滴形熔池的示意图. 其中熔池后尾角为 2θ; 激光从右向左水平扫描, 扫描速度为 v; 凝固界面法向和激光扫描方向之间的夹角为 w; 凝固界面法向移动速度为 v_i; 单晶基材的(001)晶面与准二维熔池平面平行, 扫描方向相对[100]晶向偏转 ϕ 角, 假设逆时针偏转为正, 顺时针偏转为负. 对于具有bcc晶体结构的SCN-2.0%Eth合金而言, 〈100〉晶向为枝晶择优生长方向, 故与(001)晶面平行的准二维熔池中存在4个可能生长的枝晶方向, 分别以 $v_{U[100]}$, $v_{U[010]}$, $v_{D[100]}$ 和 $v_{D[0\bar{1}0]}$ 表示.

由几何关系可得:

$$v_i = v\cos w \tag{1}$$

$$v_{[hkl]} = v_i / \cos\varphi_{[hkl]} \tag{2}$$

式中, $v_{[hkl]}$ 为[hkl]取向的枝晶生长速度, $\varphi_{[hkl]}$ 为[hkl]取向与凝固界面法向夹角. 需要说明的是, 当熔池形态处于近圆形向泪滴形过渡的非稳态过程中, w 将从侧面最宽处端点的 π/2 连续变化至尾部端点的 $\pi/2-\theta$, 当达到如图6所示的稳态泪滴形时, w 近似为一定值, 且 $w=\pi/2-\theta$. 因此, 稳态熔池中的枝晶生长速度为:

$$v_{U[100]} = \frac{v_i}{\cos\varphi_{[100]}} = \frac{v\cos w}{\cos(w-\phi)} = \frac{v\sin\theta}{\sin(\theta+\phi)} \tag{3}$$

$$v_{U[010]} = \frac{v_i}{\cos\varphi_{[010]}} = \frac{v\cos w}{\sin(w-\phi)} = \frac{v\sin\theta}{\cos(\theta+\phi)} \tag{4}$$

$$v_{D[100]} = \frac{v_i}{\cos\varphi_{[100]}} = \frac{v\cos w}{\cos(w+\phi)} = \frac{v\sin\theta}{\sin(\theta-\phi)} \tag{5}$$

$$v_{D[0\bar{1}0]} = \frac{v_i}{\cos\varphi_{[0\bar{1}0]}} = \frac{v\cos w}{\sin(w+\phi)} = \frac{v\sin\theta}{\cos(\theta-\phi)} \tag{6}$$

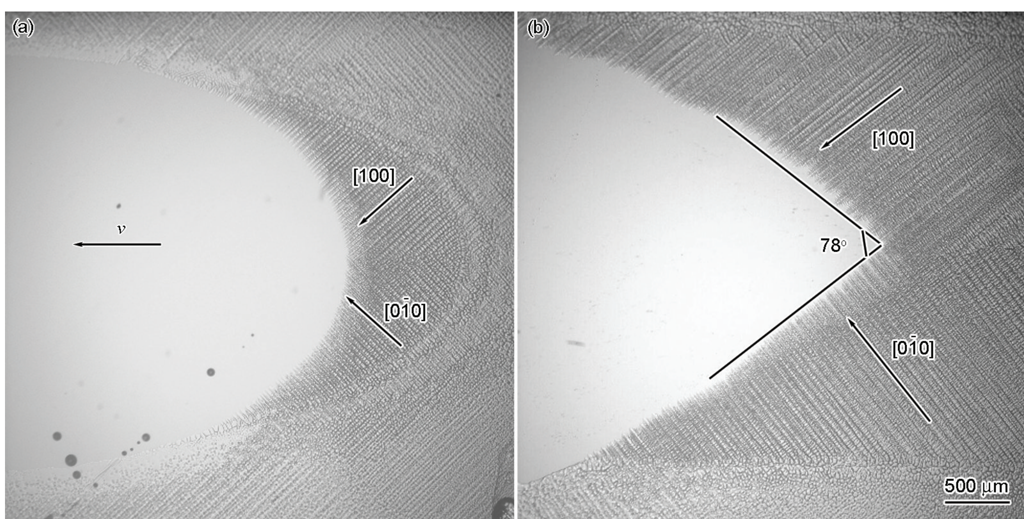


图5 扫描方向与[100]晶向偏转45°时熔池内枝晶的演化过程

Fig.5 Dendritic growth evolution in laser remelting pool with t =7 s (a) and 22 s (b) when the scanning direction deviates 45° from [100] crystal orientation

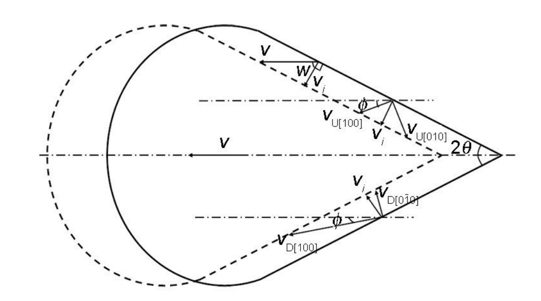


图6 扫描方向与[100]晶向偏转 ϕ 角时稳态熔池内的枝晶生长示意图

Fig.6 Schematic of dendritic growth in laser remelting pool when the scanning direction deviates ϕ from [100] crystal orientation (2θ —rear angle of the molten pool, w—angle between the scanning direction and the normal direction of solidification interface, ϕ —angle between the scanning direction and [100] crystal orientation, v_i —normal velocity of solidification interface, $v_{U[100]}$ —[100] dendrite growth velocity at the up side, $v_{U[010]}$ —[010] dendrite growth velocity at the up side, $v_{D[100]}$ —[100] dendrite growth velocity at the down side, $v_{D[0\bar{1}0]}$ —[$0\bar{1}0$] dendrite growth velocity at the down side)

熔池尾部夹角 2θ 始终在 $0\sim\pi$ 范围内, 即 $\theta\in(0,\frac{\pi}{2})$. 同时, 晶体取向的对称性决定 $\phi\in(-\frac{\pi}{4},\frac{\pi}{4})$. 为了清晰地分析 θ 和 ϕ 对熔池内枝晶生长的影响, 建立 $\theta-\phi$ 直角坐标系, 如图7所示. $\theta+\phi=\frac{\pi}{4}$ 和 $\theta-\phi=\frac{\pi}{4}$ 2条直线将 $\theta\in(0,\frac{\pi}{2})$ 和 $\phi\in(-\frac{\pi}{4},\frac{\pi}{4})$ 矩形区域划分为a, b, c和d 4个区域, 下面将对这4个区域进行分析.

a 区域: $|\theta+\phi|<\frac{\pi}{4}$, $|\theta-\phi|<\frac{\pi}{4}$; $\sin(\theta+\phi)<\cos(\theta+\phi)$, $v_{U[100]}>v_{U[010]}$; $\sin(\theta-\phi)<\cos(\theta-\phi)$, $v_{D[100]}>v_{D[0\bar{1}0]}$. 生长速度最小的枝晶具有最小的尖端过冷度, 其尖端位置超前于其他取向枝晶, 从而在生长竞争中处于最有利的位置, 这就是所谓的择优生长准则. 根据这个准则可以判断, 此区域内的熔池达到稳态时, 熔池两侧为[010]枝晶和 [$0\bar{1}0$] 枝晶平行相对生长.

b 区域: $\frac{\pi}{4}<\theta+\phi<\frac{3\pi}{4}$, $|\theta-\phi|<\frac{\pi}{4}$; $\sin(\theta+\phi)>\cos(\theta+\phi)$, $v_{U[100]}<v_{U[010]}$; $\sin(\theta-\phi)<\cos(\theta-\phi)$, $v_{D[100]}>v_{D[0\bar{1}0]}$. 根据择优生长准则, 熔池达到稳态时, 上侧为[100]枝晶, 下侧为 [$0\bar{1}0$] 枝晶, 相互垂直生长.

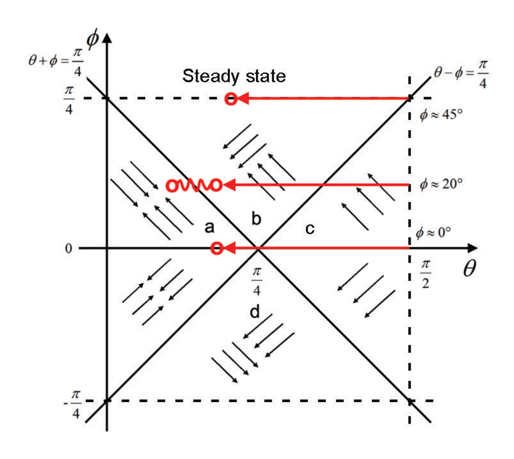


图7 激光重熔熔池枝晶生长区域划分图

Fig.7 Dendritic growth diagram of laser remelting pool

c区域: $\frac{\pi}{4}<\theta+\phi<\frac{3\pi}{4}$, $\frac{\pi}{4}<\theta-\phi<\frac{3\pi}{4}$; $\sin(\theta+\phi)>\cos(\theta+\phi)$, $v_{U[100]}<v_{U[010]}$; $\sin(\theta-\phi)<\cos(\theta-\phi)$, $v_{D[100]}<v_{D[0\bar{1}0]}$. 此区域内熔池两侧择优生长方向均为[100].

d 区域: $|\theta+\phi|<\frac{\pi}{4}$, $\frac{\pi}{4}<\theta-\phi<\frac{3\pi}{4}$; $\sin(\theta+\phi)<\cos(\theta+\phi)$, $v_{U[100]}>v_{U[010]}$; $\sin(\theta-\phi)>[cos(\theta-\phi)]$, $v_{D[100]}<v_{D[0\bar{1}0]}$. 根据择优生长准则, 熔池达到稳态时, 上侧为[010]枝晶, 下侧为[100]枝晶, 相互垂直生长.

由此可见, 熔池达到稳态时, a和c区域的熔池两侧枝晶为平行相对生长, 而b和d区域的熔池两侧枝晶为相互垂直生长.

下面利用上述熔池枝晶生长模型对前述3个实验结果进行讨论.

(1) 扫描方向平行[100]晶向时, 由图3可知, 在熔池的非稳态演化过程中, 后尾角 2θ 从180°变化至71°, 即 θ 从90°变化至35.5°. 从图7可知, 这相当于熔池演化经历了c区域, 最终稳定于a区域. c区域为[100]枝晶列生长, a区域为[010]枝晶列和 [$0\bar{1}0$] 枝晶列平行相对生长. 这与实验上[100]枝晶列逐渐被淘汰, 留下[010]枝晶列和 [$0\bar{1}0$] 枝晶列对称生长是一致的.

(2) 扫描方向偏离[100]晶向约20°时, 图4可见, 在整个演化过程中, 熔池两侧呈现不对称枝晶生长, 且一侧的[100]枝晶列和[010]枝晶列之间相互竞争生长而交替出现, 同时伴随着熔池后尾角的周期性变化和熔合线的起伏. 如图7所示, 这相当于熔池尾部的枝晶演化经历c区, 最终在a区和b区之间保持振荡. 这是由于稳态熔池后尾角与激光功率、扫描速度等工艺参数有关, 而在本实验条件下的后尾角刚好位于a区和b区的临界区域, 处于不稳定状

态, 使得熔池中的枝晶列生长方向在两区之间振荡.

(3) 扫描方向偏离[100]晶向约45°时, 由图5可知, 在熔池的非稳态演化过程中, 后尾角 2θ 从180°变化至78°, 即 θ 从90°变化至39°. 从图7可知, 熔池将始终处于b区域, b区域为 [100]枝晶列和 $[0\bar{1}0]$ 枝晶列相互垂直生长. 实验中也可以观察到, 熔池从一开始就以两侧枝晶列相互垂直的形态生长, 直至达到泪滴形. 在整个演化过程中, 熔池两侧枝晶列都保持相互垂直形态生长.

4 结论

(1) 在整个激光重熔过程中, 熔池宏观形态从圆形转变为椭圆形, 最后演化成稳态的泪滴形. 以熔池侧面最宽处为分界线, 熔池朝向扫描方向的前沿界面为熔化界面, 后沿尾部界面为凝固界面. 从最宽处到熔池尾部, 凝固界面形态将会经历从平界面到胞晶到树枝晶的演化过程.

(2) 当沿单晶基材[100]晶向的方向进行激光扫描时, 熔池尾部[100]枝晶列与[010]及 $[0\bar{1}0]$ 枝晶列竞争生长, [100]枝晶列被逐渐淘汰, 最后演变为[010]枝晶列和 $[0\bar{1}0]$ 枝晶列呈平行对称生长; 当扫描方向与[100]晶向的夹角为20°时, 整个熔池呈现不对称生长模式, 即一侧一直呈 $[0\bar{1}0]$ 枝晶列生长, 另一侧呈[100]枝晶列和[010]枝晶列相互竞争交替生长, 同时伴随着熔池后尾角的周期性变化以及两侧枝晶熔合线的周期性波动; 当扫描方向与[100]晶向的夹角达45°时, 此时熔池一直呈现为[100]枝晶列和 $[0\bar{1}0]$ 枝晶列相互垂直生长.

(3) 根据择优生长准则, 建立了一个描述熔池内枝晶生长行为的模型, 很好地解释了实验结果. 结果表明, 熔池内凝固组织受熔池形态和基材晶体取向共同影响.

参考文献

[1] Huang W D, Lin X. *Mater China*, 2010; 29(6): 13
(黄卫东, 林 鑫. 中国材料进展, 2010; 29(6): 13)

[2] Zhang B G, Zhao J, Feng J C. *Trans China Weld Inst*, 2011; 32(11): 108
(张秉刚, 赵 健, 冯吉才. 焊接学报, 2011; 32(11): 108)

[3] David S A, Babu S S, Vitek J M. *JOM*, 2003; 55(6): 14

[4] Babu S S, Martukantz R P, Parks K D, David S A. *Metall Trans*, 2002; 33A: 1189

[5] Lin X,Yang H O, Chen J, Huang W D. *Acta Metall Sin*, 2006; 42: 361
(林 鑫, 杨海欧, 陈 静, 黄卫东. 金属学报, 2006; 42: 361)

[6] Pang Q Y, Li Y M, Huang W D, Lin X, Ding G L, Zhou Y H. *Acta Metall Sin*, 1996; 32: 720
(潘清跃, 李延民, 黄卫东, 林 鑫, 丁国陆, 周尧和. 金属学报, 1996; 32: 720)

[7] Jin T, Sun X F, Zhao N R, Liu J L, Zhang J H, Hu Z Q. *Acta Metall Sin*, 2009; 45: 714
(金 涛, 孙晓峰, 赵乃仁, 刘金来, 张静华, 胡壮麒. 金属学报, 2009; 45: 714)

[8] Rappaz M, David S A, Vitek J M, Boatner L A. *Metall Trans*, 1989; 20A: 1125

[9] Rappaz M, David S A, Vitek J M, Boatner L A. *Metall Trans*, 1990; 21A: 1767

[10] Yang S, Huang W D, Liu W J, Su Y P, Zhou Y H. *Acta Metall Sin*, 2001; 37: 571
(杨 森, 黄卫东, 刘文今, 苏云鹏, 周尧和. 金属学报, 2001; 37: 571)

[11] Yang S. *PhD Dissertation*, Northwest Polytechnical University, Xi'an, 2000
(杨 森. 西北工业大学博士学位论文, 西安, 2000)

[12] Feng L P, Huang W D, Li Y M, Yang H O, Lin X. *Acta Metall Sin*, 2002; 38: 503
(冯莉萍, 黄卫东, 李延民, 杨海欧, 林 鑫. 金属学报, 2002; 38: 503)

[13] Feng L P, Huang W D, Lin X, Yang H O, Chen D R. *Appl Laser*, 2004; 24(3): 137
(冯莉萍, 黄卫东, 林 鑫, 杨海欧, 陈大融. 应用激光, 2004; 24(3): 137)

[14] Liu W, Dupont J N. *Acta Mater*, 2004; 52: 4833

[15] Liu W, Dupont J N. *Acta Mater*, 2005; 53: 1545

[16] Fallah V, Amoorezaei M, Provatas N, Corbin S F, Khajepour A. *Acta Mater*, 2012; 60: 1633

[17] Farzadi A, Do-Quang M, Serajzadeh S, Kokabi A H, Amberg G. *Modell Simul Mater Sci Eng*, 2008; 16: 065005

[18] Yin H, Felicelli S D. *Acta Mater*, 2010; 58: 1455

[19] Mishra S, Debroy T. *Acta Mater*, 2004; 52: 1183

[20] Zhan X H, Wei Y H, Ma R. *Chin J Nonferrous Met*, 2008; 18: 710
(占小红, 魏艳红, 马 瑞. 中国有色金属学报, 2008; 18: 710)

[21] Ma R. *PhD Dissertation*, Harbin Institute of Technology, 2010
(马 瑞. 哈尔滨工业大学博士学位论文, 2010)

[22] Huang A G, Yu S P, Li Z Y. *Trans China Weld Inst*, 2008; 29(4): 45
(黄安国, 余圣甫, 李志远. 焊接学报, 2008; 29(4): 45)

[23] Li Y B, Meng D Q, Liu K Z, Xie Z Q. *Trans China Weld Inst*, 2010; 31(4): 59
(李玉斌, 蒙大桥, 刘柯钊, 谢志强. 焊接学报, 2010; 31(4): 59)

[24] Savage W F, Hrubec A J. *Weld Res*, 1972; 51(5): 260

[25] Trivedi R, David S A, Eshelman M A, Vitek J M, Babu S S, Hong T, DebRoy T. *J Appl Phys*, 2003; 93: 4885

(责任编辑:毕淑娟)

